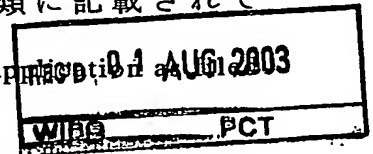


10/517886
16.06.03

日本国特許庁
JAPAN PATENT OFFICE

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されて
いる事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as
with this Office.



出願年月日 2002年 7月 4日
Date of Application:

出願番号 特願2002-195763
Application Number:
[ST. 10/C]: [JP 2002-195763]

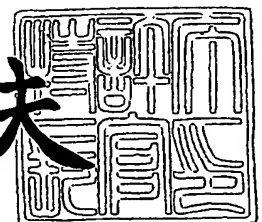
出願人 JFEスチール株式会社
Applicant(s):

PRIORITY DOCUMENT
SUBMITTED OR TRANSMITTED IN
COMPLIANCE WITH
RULE 17.1(a) OR (b)

2003年 7月18日

特許庁長官
Commissioner,
Japan Patent Office

今井康夫



【書類名】 特許願

【整理番号】 02J00401

【提出日】 平成14年 7月 4日

【あて先】 特許庁長官 殿

【国際特許分類】 C22C 38/18
C22C 38/50

【発明者】

【住所又は居所】 千葉県千葉市中央区川崎町 1 番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内

【氏名】 矢沢 好弘

【発明者】

【住所又は居所】 千葉県千葉市中央区川崎町 1 番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内

【氏名】 古君 修

【発明者】

【住所又は居所】 千葉県千葉市中央区川崎町 1 番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内

【氏名】 加藤 康

【特許出願人】

【識別番号】 000001258

【氏名又は名称】 川崎製鉄株式会社

【代理人】

【識別番号】 100080159

【弁理士】

【氏名又は名称】 渡辺 望稔

【電話番号】 3864-4498

【選任した代理人】

【識別番号】 100090217

【弁理士】

【氏名又は名称】 三和 晴子

【電話番号】 3864-4498

【手数料の表示】

【予納台帳番号】 006910

【納付金額】 21,000円

【提出物件の目録】

【物件名】 明細書 1

【物件名】 図面 1

【物件名】 要約書 1

【包括委任状番号】 9712299

【プルーフの要否】 要

【書類名】 明細書

【発明の名称】 低降伏強度Ti添加フェライト系ステンレス鋼板の製造方法

【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、C:0.01%以下、Si:0.5%以下、Mn:0.3%以下、P:0.01%以上0.04%以下、S:0.01%以下、Cr:8%以上30%以下、Al:1.0%以下、Ti:0.05%以上0.5%以下およびN:0.04%以下を含有し、かつ $8 \leq Ti / (C + N) \leq 30$ である鋼を、熱間圧延して熱延板とし、該熱延板に(Ti系析出物の析出ノーズ温度 $\pm 50^{\circ}\text{C}$)の温度で析出物の平均径 D_p [(析出物の長軸長さ+析出物の短軸長さ)/2]が $0.05\mu\text{m}$ 以上 $1.0\mu\text{m}$ 以下になるように再結晶焼鈍し、得られた熱延焼鈍板を冷間圧延した後、(Ti系析出物の析出ノーズ温度 $+50^{\circ}\text{C}$)未満の温度で、フェライト結晶粒度が6.5以上となるように再結晶焼鈍することを特徴とする低降伏強度Ti添加フェライト系ステンレス鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

本発明は、低降伏強度Ti添加フェライト系ステンレス鋼板を好適に製造する方法に関するものであり、特に、ステンレスの精錬工程で各種の原料から鋼中に混入するPを精錬工程で過度に低減することなく、熱延焼鈍板中で析出物として粗大析出、無害化することにより得られる、特に微細粒でしかも低降伏強度が要求される用途に好適な低降伏強度Ti添加フェライト系ステンレス鋼板の製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】

フェライト系ステンレス鋼の加工性を改善する手法として、例えば、CおよびNの低減に加え、TiまたはNbを添加する手法が知られている(特開平3-264652号公報)。また、さらに安価なTi添加フェライト系ステンレス鋼を製造する方法として、高温巻取りによる熱延制御に加え、鋼中のP、S、Cおよ

びN含有量を規定することにより、延性低下、硬質化を招くFeTiPの析出を抑制し、焼鈍省略を可能にする製造方法が知られている（特開平5-320772号公報）。

【0003】

同様にTiとリン化物、炭化物、窒化物、硫化物を形成するP、C、SおよびN含有量の上限值を規定し、リン化物、炭化物および硫化物の熱延巻取り時における析出を抑制することで熱延巻取り時に再結晶を促進し、熱延板焼鈍を省略しても加工性が良好なステンレス鋼の製造方法が開示されている（特開平10-204588号公報）。これら従来技術ではいずれもPやCの析出物および固溶PやCは加工性に関して有害な元素とされており、それらの含有量を精錬が可能な範囲で極力低減することが重要であるとされている。

【0004】

しかしながら、このような鋼中のPやCの精錬による低減化は、鋼の材質改善に有効であるものの弊害もある。例えば、

(1) 製鋼工程において副生するダストやスラグのリサイクルやスクラップの再利用を考慮すると、これら原料中から不可避免的に混入してくるPやCを所定の限度まで低減するには、製鋼での精錬時間がかかり、生産性を低下させる。

(2) これら元素を低減することで、鋼の粒成長が制御しにくくなり、熱延板粒径の粗大化に伴い、異方性が増大し、リジング（表面凹凸）の発生も顕著になるなどである。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】

本発明は、ステンレス鋼中にPをある程度残すように精錬して精錬負荷を軽減し、その代わりにPをリン化物等の粗大な析出物として析出させ、もってPを無害化するとともに、さらにステンレス鋼の加工性、降伏強度などの特性を改善するステンレス鋼の製造方法を提供することを目的とする。また、本発明は、現状設備の有効利用を可能にし、リサイクル化、省エネルギー化を達成することを目的とする。

【0006】

【課題を解決するための手段】

本発明者は、前記課題を達成すべく、P含有量を種々変化させた熱延板について析出Ti量および析出P量を測定して、Ti系析出物のTTP曲線（析出開始曲線）を作図し、Ti系析出物（炭化物、リン化物など）の析出ノーズ温度T（℃）を見出した。また熱延板を種々な温度、時間で焼鈍し、硬度変化と組織観察結果から、再結晶挙動を調べた。これらの測定結果、すなわちTi系析出物のTTP曲線に再結晶挙動の関係を重ね合わせて見ることで析出物が析出しやすく、しかも再結晶が完了する適切な熱処理条件を鋼ごとに見出すことができる。

【0007】

また、再結晶焼鈍における析出ノーズ温度および時間を種々変化させて、熱延焼鈍板の析出物の形態（サイズ、分布、量）を調べた。さらに、この熱延焼鈍板を冷間圧延した後に、種々な温度で再結晶焼鈍を施し、最終冷延板中の析出物サイズと、降伏強度およびフェライト結晶粒径との関係を調べた。

その結果、鋼中のPを精錬により極力低減してTi系析出物の析出を抑制するのではなく、むしろP量を適度に鋼中に残存させ、その後に熱延板を焼鈍する際に適度な大きさのTi系リン化物として析出させると、Pの無害化と母相の高純度化の両方を同時に達成できることが判明した。そして、高温仕上げ焼鈍によって粒径が粗大化した従来の低YS材に比較して、格段に微細な組織の低YS材が得られることが明らかになった。

【0008】

本発明は、これらの新たな知見に立脚するものであり、その要旨は以下の通りである。すなわち、本発明は、質量%で、C：0.01%以下、Si：0.5%以下、Mn：0.3%以下、P：0.01%以上0.04%以下、S：0.01%以下、Cr：8%以上30%以下、Al：1.0%以下、Ti：0.05%以上0.5%以下およびN：0.04%以下を含有し、かつ $8 \leq Ti / (C + N) \leq 30$ である鋼を、熱間圧延して熱延板とし、該熱延板に（Ti系析出物の析出ノーズ温度 $\pm 50^{\circ}\text{C}$ ）の温度で析出物の平均径 D_p 〔（析出物の長軸長さ+析出物の短軸長さ）/2〕が $0.05\mu\text{m}$ 以上 $1.0\mu\text{m}$ 以下になるように再結晶焼鈍し、得られた熱延焼鈍板を冷間圧延した後、（Ti系析出物の析出ノーズ温度

+50℃) 未満の温度で、フェライト結晶粒度が6.5以上となるように再結晶焼鈍することを特徴とする低降伏強度Ti添加フェライト系ステンレス鋼板の製造方法である。

【0009】

【発明の実施の形態】

以下、本発明における各要件について説明する。まず、Ti添加フェライト系ステンレス鋼の各元素の含有量について説明する。なお、各元素の含有量は質量%であり、単に%と表示することがある。

(1) C: 0.01%以下:

Cは、固溶Cとして含有されると鋼が硬質化(固溶強化)する。また、Cは、粒界にCr系炭化物として析出し、二次加工脆性、粒界の耐食性を低下させる。特に0.01%を超えると、その影響が顕著となるので、0.01%以下に限定する。なお、精錬負荷や析出物制御の観点から、その含有量は0.002%超0.008%以下が好ましい。

【0010】

(2) Si: 0.5%以下:

Siは、耐酸化性、耐食性の向上に有効な元素であり、大気環境での耐食性を向上させる。また、脱酸剤として鋼中の酸素除去に用いられる。しかしながら、Si含有量が多くなると、固溶Siの増加に伴い鋼が硬質化し、延性も低下するので、0.5%を上限とする。好ましくは0.05%以上0.2%以下である。

【0011】

(3) Mn: 0.3%以下:

Mnは、耐酸化性を改善するのに有効な元素であるが、過剰に含有すると鋼の靱性を劣化させ、溶接部の耐二次加工性をも劣化させるので、0.3%以下に限定する。好ましいのは0.15%以上0.25%以下である。

【0012】

(4) P: 0.01%以上0.04%以下:

Pは、粒界に偏析し、鋼を脆化する。また、固溶すると鋼を硬質化し、延性を低下させる。さらにPの含有量は、溶接部の耐二次加工脆性および高温疲労特性

の観点から低い方が好ましい。しかし過度の低減は、製鋼工程にて各種の原料をリサイクルして使用することを考慮した場合、製鋼コストの上昇を招く。またP含有量が少なくなると、Ti系析出物の析出温度が低温化するとともにサイズも小さくなる。析出物が小さくなると熱延歪みにより析出物の安定性が低下するとともに析出強化（Orowan機構）により著しく硬質化するので、Pを熱延焼鈍板で比較的粗大な析出物として存在させるためには適度なP残存が重要である。

【0013】

なお、Pが0.04%を超えると耐食性の劣化が著しいので、上限を0.04%とした。一方、鋼の精錬負荷、精錬ダストやスラグまたはスクラップを製鋼工程にリサイクルして使用すること、および析出物制御という観点から適正範囲は0.01%以上0.04%以下とする。好ましくは0.015%以上0.030%以下である。

【0014】

(5) S: 0.01%以下:

Sは、鋼の耐食性を低下させる。ただし、 $Ti_4C_2S_2$ として析出し、鋼中の固溶Cを高温で安定析出物の形で固定することができるため、ある程度含有していても影響は少ない。そこで、製鋼時の脱硫処理にかかる経済的負担を考慮して、その含有量を0.01%以下とする。好ましくは0.002%以上0.006%以下である。

【0015】

(6) Cr: 8%以上30%以下:

Crは、耐食性の向上に有効な元素である。しかし、十分な耐食性を確保するためには、8%以上含有する必要がある。なお、海岸環境や溶接部も含めた高レベルの耐食性を確保するためには、不動態皮膜が安定になる11%以上の含有が好ましい。一方、Crは鋼の加工性を低下させる元素であり、特に30%を超えると、その影響が顕著になるとともに、他の元素との複合作用により、 σ 相や χ 相の析出で鋼が脆くなるので、30%を上限とする。好ましくは15%以上20%以下である。

【0016】

(7) Al: 1.0%以下:

Alは、製鋼における脱酸剤として必要であるが、過度の添加は酸化物系介在物を生成する。その結果、表面外観および耐食性を劣化するので1.0%以下とする。好ましくは0.01%以上0.2%以下である。

【0017】

(8) Ti: 0.05%以上0.5%以下、かつ $8 \leq \text{Ti} / (\text{C} + \text{N}) \leq 30$ [不等式中Ti、CおよびNは、鋼中のそれぞれの成分の含有量(質量%)を表す]:

Tiは、固溶CやNを炭窒化物、PおよびSをFeTiP、Ti₄C₂S₂やTiSのようなリン化物や硫化物として固定する。Ti添加量はこのようなTi系析出物のサイズや析出挙動を大きく左右するので、本発明の材質制御において、非常に重要な元素である。

Tiは鋼中の各種固溶元素と前記のような析出物を形成する結果、耐食性改善および加工性を向上させる効果を有している。ただし、含有量が0.05%未満では、C、N、PおよびSを十分粗大な析出物として析出させ、無害化することができないため、0.05%以上が必要である。一方、0.5%を超えると固溶Ti量が増加し、鋼の硬化、延性低下、韌性低下を招くため、0.5%を上限とする。なお、TiはCまたはNと安定な炭化物または窒化物を形成するため、 $8 \leq \text{Ti} / (\text{C} + \text{N}) \leq 30$ を合わせて満たす必要がある。好ましくは $10 \leq \text{Ti} / (\text{C} + \text{N}) \leq 15$ である。

【0018】

(9) N: 0.04%以下:

Nは、含有量が適正であれば、粒界を強化し、韌性を向上させるが、0.04%を超えると、窒化物となって粒界に析出し、耐食性への悪影響が顕著になる。また、TiとはTiNを形成し、冷延板、特に光沢品の擦り傷の原因になるので、上限を0.04%とする。このように、低減することが好ましい元素であるが、フェライト単相鋼の場合、TiNがスラブ中の柱状晶の成長を抑制することでリジング改善に有効に働くので、精錬負荷をも考慮すると0.005%以上0.02%以下が好適である。

【0019】

本発明によって製造するステンレス鋼の組成は、前記成分を含有するのを基本とする。前記以外の成分として、Feおよび不可避免の不純物を含有するもの、さらには、これに、本発明の趣旨を損なわない範囲で任意成分を添加したものも本発明によって製造することができる。例えば、粒界脆性改善の観点から0.3%以下のNi、Cu、Coおよび0.01%以下のBのうちいずれか1種以上を含有することを妨げない。

【0020】

また、Nb:0.5%以下、Zr:0.5%以下、Ca:0.1%以下、Ta:0.3%以下、W:0.3%以下、V:0.3%以下、Sn:0.3%以下およびMo:2.0%以下についても耐食性改善、生産性改善（韌性改善）、溶接性改善、加工性改善などの特性改善の観点からそれらのいずれか一種以上を含有することを妨げない。なおMgについては製鋼工程で溶鋼容器の耐火物やスラグから解離し、0.003%以下で含有されるが、その含有も本発明の妨げになるものではない。

【0021】

次に、本発明の低降伏強度Ti添加フェライト系ステンレス鋼板を製造する好ましい方法について説明する。

本発明が対象とするステンレス鋼板の製造工程は、製鋼工程、溶鋼から連続鋳造等によってスラブを製造する工程、スラブ加熱工程、熱間圧延工程、熱延板焼鈍工程、冷間圧延工程、仕上げ焼鈍工程の一連の工程を経て冷延焼鈍鋼板として製造する全体工程にあって、特に熱間圧延後の熱延板焼鈍工程と冷間圧延後の仕上げ焼鈍工程についてその条件を規定したものである。

【0022】

本発明は、まず熱間圧延後に、析出物の平均径 D_p が特定範囲に入るように再結晶焼鈍を施す。ここに言う析出物はTi系析出物を指し、具体的にはリン化物(FeTiP)や炭化物(TiC、TiS、 $Ti_4C_2S_2$)などの総称である。多くの場合、800℃近傍に析出ノーズを有するFeTiPやTiCがその大部分を占める。

【0023】

熱延板焼鈍:

本発明では、熱延板中の析出物を所定のサイズに粗大化することが重要である。手法としては熱間圧延、巻取り温度を規制すること、または連続焼鈍に比べ長時間の箱焼鈍を施すことが挙げられる。いずれにしても、熱延板中の固溶CおよびPを析出物として、平均径 D_p が $0.05\mu m$ 以上 $1.0\mu m$ 以下の範囲内で粗大析出させ、無害化することが肝要である。これにより、鋼の加工性が向上する。最適温度はFeTiPおよびTiCの析出ノーズ近傍にあるため、鋼中のTi、P、C、SおよびNや熱延巻取り条件によって左右されることは言うまでもない。ただし、これらの析出が最も促進される $650\sim 850^{\circ}C$ が焼鈍温度または均熱保持温度の好適範囲である。箱焼鈍の保持時間、熱延条件、巻取りまたは冷却工程での保持時間または冷却速度は、析出物の平均径 D_p が前記範囲になるように定めるが、好ましい保持時間は1～10時間である。

【0024】

なお、平均径 D_p は試験片の圧延方向断面を10%AA液(10%アセチルアセトン-1%塩化テトラメチルアンモニウム-メタノール)で電解した後、抽出レプリカを採取し、透過型電子顕微鏡(加速電圧200kV)で2万～20万倍の倍率で100個観察し、試験片の(析出物の長軸長さ+析出物の短軸長さ)の平均値をもって定義した。析出物が完全に球形である場合は、長軸長さ=短軸長さとなるので、平均径 D_p は単にその直径になるが、現実には球形でない方が多い。そこで、析出物の大きさの指標として、その最も長手方向を長軸とし、これに直交する方向を短軸とし、これらの長さの平均値を前記のように平均析出物径 D_p と定義した。

【0025】

本発明のステンレス鋼板の製造においては、熱延焼鈍板中の析出物形態が鋼の特性を左右し、所定以上の大きさに析出物を粗大析出することで熱延焼鈍板の母相の高純度化が図られ、冷間圧延後の再結晶温度が低下する。また熱延焼鈍板中の固溶CとPの量が減少し、r値向上に有効な $\{111\}$ 集積への集合組織発達が顕著になるので、冷延板のr値も向上する。後述する冷延焼鈍温度の低温化に

よりTi系析出物として析出しているCとPの再固溶が抑制され、結果として最終冷延焼鈍板の低降伏強度化、軟質化、高延性化が達成される。

【0026】

析出物の平均径 D_p が $0.05\mu\text{m}$ 未満の微細析出の場合、冷延歪みにより析出物の安定性が低下するので、冷延板焼鈍でPやCが再溶解し、鋼を硬質化する。また $0.05\mu\text{m}$ 未満の微細析出になると固溶強化以上に析出強化の影響が大きくなり、逆に鋼が硬質化し、延性などの特性を低下させる。そこで、析出物の平均径 D_p の下限を $0.05\mu\text{m}$ とした。

なお、析出物の平均径 D_p が $1.0\mu\text{m}$ を超えると特性、特にr値が急速に低下する。これは粗大析出物の周囲に冷間圧延により異常加工組織が形成され、 $\{110\}$ 再結晶方位が形成されやすくなるためと考えられる。このような理由から、鋼板中の析出物の平均径 D_p を $0.05\mu\text{m}$ 以上 $1.0\mu\text{m}$ 以下とする。好ましくは $0.1\mu\text{m}$ 以上 $0.3\mu\text{m}$ 以下である。

【0027】

さらに熱延板焼鈍温度は、(Tiの析出ノーズ温度 $\pm 50^\circ\text{C}$)の範囲とする必要がある。さもなければ、Ti系析出物を所定のサイズに析出させることができない。そのため、Tiの析出挙動からTTP曲線を作成し、析出ノーズ温度Tを見出した。

熱延板焼鈍の目的には、熱延板フェライト組織の再結晶も含むため、焼鈍温度と時間はTi系析出物を短時間で所定サイズにすることができるように(Tiの析出ノーズ温度 $\pm 50^\circ\text{C}$)とした。焼鈍温度が高すぎると再結晶するが、析出物が微細で少量であり、固溶CやPを多く母相中に残存させることになる。また焼鈍温度が低いと再結晶が起こりにくくなるとともに、Ti系析出物が少量になる。温度の決定には、事前の調査により析出Ti量からTi系析出物の析出ノーズを見積もることが有効である。

【0028】

仕上げ焼鈍:

冷間圧延板は、(Tiの析出ノーズ温度 $+ 50^\circ\text{C}$)未満の温度でフェライト結晶粒度が6.5以上となるように再結晶焼鈍が施される。

仕上げ焼鈍は、高温ほど $\{111\}$ 粒が選択的に成長し、高 r 値が達成される。仕上げ焼鈍温度が低温で、未再結晶組織が残存した場合、加工性が阻害される。 r 値の増大を図るには、高温仕上げ焼鈍が有効であるが、その反面で結晶粒が大きくなり、加工後の肌荒れが生じて、成形性限界の低下と耐食性の劣化をもたらす。このため、仕上げ焼鈍温度は結晶粒度 6.5 以上を確保できる範囲で高温ほど好ましい。なお、本発明の特徴は、特に P を $FeTiP$ 、 C を TiC 他のリン化物、炭化物として粗大析出し、無害化することにある。しかしながら、これら析出物は $850^{\circ}C$ 以上で溶解が進む。例え、急速加熱、短時間保持の連続焼鈍であっても $900^{\circ}C$ を超える熱処理では、これら析出物の溶解が進行するので、好適温度の上限を $900^{\circ}C$ とした。なお、仕上げ焼鈍温度の下限は再結晶温度からであるが、好ましいのは結晶粒度が 6.0 ~ 7.5 の範囲に入る温度である。

【0029】

冷延焼鈍板の結晶粒度はリジニングや r 値、 YS 、加工性に影響を及ぼす。高温焼鈍により結晶粒径は大きくなり、粒径効果により YS は低下し (Holl-pitch 則)、延性は向上する。ただし、粒度番号が 6.5 未満になると肌荒れが著しくなり、機械的性質の異方性が増大するのみならず、外観が損なわれる。加えて、肌荒れに起因して耐食性の劣化、加工性の低下を招く。また冷延板焼鈍温度が Ti の析出ノーズ温度に比べ $50^{\circ}C$ より高くなると、 Ti 系析出物が再溶解し、 YS が上昇する。

特定の大きさ以上に析出物を粗大化させた熱延焼鈍板の場合、仕上げ焼鈍後も析出物が粗大のまま残存し、微細粒で低降伏強度の冷延焼鈍板が得られる。

【0030】

表 1 に示す成分組成の鋼スラブを、スラブ加熱後、熱間圧延し、厚さ 4 mm の熱延板を得た。この熱延板の、 $500 \sim 900^{\circ}C$ の温度における TTP 曲線を作成し、析出 Ti 量から Ti 系析出物の析出ノーズ温度 $T (^{\circ}C)$ を決定した。ついで、熱延板を (析出ノーズ温度 $T \pm 50^{\circ}C$) で再結晶焼鈍し、析出物の大きさを変化させ Dp を $0.03 \mu m$ と $0.28 \mu m$ にした熱延焼鈍板を得た。その後、トータル圧下率 80% の冷間圧延により厚さ 0.8 mm の冷延板を得、さらに種々な時間の冷延焼鈍を施し、粒度が異なる冷延焼鈍板を作成し、熱延焼鈍板にお

ける結晶粒度と冷延焼鈍板の降伏強度を比較した。その結果を表2に示した。

なお降伏強度はJIS Z2241に準拠して測定した。

【0031】

試料No. A～Eは熱延板中の析出物平均径 D_p を $0.03\mu\text{m}$ としたもの、試料No. F～Jは熱延板中の析出物平均径 D_p を $0.28\mu\text{m}$ としたものである。熱延焼鈍板における析出物の粒度番号と冷延焼鈍板の降伏強度との関係を図1に示した。表2または図1から同じ成分系の鋼でも、熱延焼鈍板において析出物径を大きくした方が、冷延板の粒径を揃えた場合に、低降伏強度が得られることが分かった。

そして、熱延焼鈍板での析出物平均径 D_p を $0.05\mu\text{m}$ 以上 $1.0\mu\text{m}$ 以下としたときに好ましい低降伏強度が得られることが判明した。また冷延焼鈍板の結晶粒度が6.5以上で、冷延板焼鈍温度が(T_i の析出ノーズ温度 $+50^\circ\text{C}$)以下である冷延板を深絞りした時に、肌荒れが発生せず、しかも冷延板中の T_i 系析出物が再溶解しないことが判明した。仕上げ焼鈍温度の下限は、前記結晶粘度を満足し、未再結晶粒が残存しない温度とすることが好ましい。

【0032】

なお本発明における結晶粒径はすべてJIS G0552に定める切断法で測定したものであり、圧延方向(L方向)断面における倍率100倍の観察面についても5視野観察し、その平均値として求めた。

【0033】

本発明では、熱間圧延後の熱延板焼鈍工程、冷間圧延後の仕上げ焼鈍工程以外の工程について、その条件を特に限定するものではないが、各工程について下記の条件とすることが好ましい。

【0034】

スラブ加熱:

スラブ加熱温度が低すぎると、粗圧延で所定の条件で熱間圧延することが困難となり、一方、加熱温度が高すぎると、熱延板で組織が粗大化し、板厚方向で集合組織が不均一になる。また、 $Ti_4C_2S_2$ が再溶解し、鋼中にCおよびSが固溶してしまう。このため、スラブ加熱温度は $950\sim 1150^\circ\text{C}$ の範囲とする

。好ましい温度範囲は1000～1100℃である。

【0035】

熱間粗圧延：

熱間粗圧延（以下、単に粗圧延と言う）の少なくとも1パスを圧延温度850～1100℃、圧下率40％／パス以上として行う。粗圧延の圧延温度が850℃未満では、再結晶が進みにくく、仕上げ焼鈍板の加工性が劣り、面内異方性が大きくなるほか、圧延ロールへの負荷が大きくなり、ロール寿命が短くなる。一方、1100℃を超えると、フェライト結晶粒が圧延方向に伸びた組織になり、異方性が大きくなる。したがって、粗圧延の圧延温度は850～1100℃にする。好ましい温度範囲は850～1000℃である。

【0036】

また、粗圧延の圧下率が40％／パス未満では、板厚方向の中心部にバンド状の未結晶部分が大量に残存するため、冷延板にリジングが発生し加工性が劣化する。ただし、粗圧延の1パス当たりの圧下率が60％を超えると圧延時に焼き付けを起こし、噛み込み不良を生じるおそれがあるので、圧下率40～60％／パスの範囲が特に好ましい。なお、鋼の高温強度が低い材料では、粗圧延時に鋼板表面に強い剪断歪みが生じ、板厚中心部に未再結晶組織が残留するとともに、粗圧延時に焼付を生じることもあるので、このような場合には、必要に応じて、摩擦係数0.3以下になるような潤滑を施してもよい。前述した圧延温度と圧下率の条件を満たす粗圧延を、少なくとも1パス行うことにより、深絞り性が改善される。この1パスは粗圧延のどのパスで行ってもよいが、圧延機のことを考えると、最終パスで行うのが最も好ましい。

【0037】

熱間仕上げ圧延：

粗圧延に続く熱間仕上げ圧延（以下、単に仕上げ圧延と言う）では、少なくとも1パスを圧延温度650～900℃、圧下率20～40％／パスで行うことが好ましい。圧延温度が650℃未満では、変形抵抗が大きくなって、20％／パス以上の圧下率を確保することが難しくなるとともに、ロール負荷が大きくなる。一方、仕上げ圧延温度が900℃を超えると圧延歪みの蓄積が小さくなり、次

工程以降における加工性改善効果が小さくなる。このため、仕上げ圧延温度は650～900℃、好ましくは700～800℃の範囲である。

【0038】

また、仕上げ圧延時に、圧延温度650～900℃での圧下率が20%未満であると、r値の低下やリジングの原因になる {100} //ND、{100} //NDコロニーが大きく残存する。一方、40%を超えると噛み込み不良や形状不良を引き起こし、鋼の表面性状劣化を招く。よって、仕上げ圧延において、圧下率20～40%の圧延を少なくとも1パス以上とする。好ましい範囲は25～35%である。前述した圧延温度と圧下率の条件を満たす仕上げ圧延を少なくとも1パス行えば、深絞り性が改善される。その1パスはどのパスで行ってもよいが、圧延機的能力から最終パスで行うのが最も好ましい。

【0039】

冷間圧延:

前記のように熱延板焼鈍を行った焼鈍板を冷間圧延した後、さらに再結晶焼鈍する。冷間圧延条件は特に限定されるものではなく、常法に従って行えばよい。

冷間圧延は、必要に応じて600～900℃の中間焼鈍を挟んで2回以上行うこととし、全圧下率を75%以上か、(1回目の冷延の圧下率) / (最終冷延の圧下率) で表される圧下比を0.7～1.3となるように行うのが好ましい。そして、最終冷間圧延直前におけるフェライト結晶粒度を好ましくは6.5以上、より好ましくは7.0以上とする。中間焼鈍温度が600℃未満の場合には、再結晶が不十分となり、r値が低下するとともに、未再結晶バンド状組織に起因してリジングが著しくなる。一方、900℃を超えると中間焼鈍板組織が粗大化するとともに、炭化物やリン化物が再固溶し、析出物を所定の大きさに保てないばかりか、鋼中に固溶CおよびPが増加し、深絞り性に好適な集合組織の形成が阻害される。なお、全圧下率の増大は仕上げ焼鈍板の {111} 集合組織の発達に寄与し、r値向上に有効である。

【0040】

さらに、本発明における冷間圧延では、タンデム圧延機を採用することにより、2回以上の冷間圧延のいずれもがロール径を300mmφ以上のワークロー

ルにより1方向に圧延するのが好ましい。被圧延材の剪断変形を低減し、(222)/(200)を高めてr値の向上を図るためには、ロール径と圧延方向の影響を考慮することが好ましい。通常、ステンレス鋼の最終冷間圧延は、表面光沢を得るために、ロール径が例えば、200mmφ以下と小さいワークロールを用いて行われるが、本発明では、特にr値の向上を目的とするので、最終冷間圧延においてもロール径が300mmφ以上の大径ワークロールを使用することが好ましい。

【0041】

すなわち、ロール径が100～200mmφのリバース圧延に比べ、300mmφ以上のロール径を有する1方向圧延であるタンデム圧延を用いると、表面での剪断変形を低減し、r値を高める上で効果的である。圧延のワークロールを大径ロールでしかも一方向圧延(タンデム圧延)とすることにより(222)が増大する。より高いr値を安定して得るために、線圧(圧延荷重/板幅)を増大させて板厚方向に均一に歪みを与える必要があり、そのために、熱間圧延温度の低下、高合金化、熱間圧延速度の増加を任意に組み合わせるのが有効である。

【0042】

本発明は、前述のように、特に製鋼原料のリサイクルにより混入しやすいPを0.01%以上0.04%以下の範囲で鋼中に残存させ、これをTi系析出物として所定サイズで析出させることにより析出物の無害化、適度な析出物のピンニング効果による粒成長抑制、母相の高純度化を達成した。その結果、単に精錬による高純度化を行い、析出物の微細析出もしくは析出そのものを抑制した鋼に比べ微細粒で低YS化される。本発明によれば、合わせて延性、リジニング、機械的特性の異方性も合わせて改善した低降伏強度フェライト系ステンレス鋼が製造できる。

【0043】

以上説明した本発明の鋼板を用いて、溶接によりパイプに組み立てる場合には、TIG、MIG、ERWを始めとするアーク溶接、電縫溶接、レーザー溶接など、通常の溶接方法がすべて採用できる。

【0044】

【実施例】

以下に、本発明の好ましい実施態様を実施例により詳細に説明する。

(例1～17)

表3に示す10種類の成分組成を有するP含有量を変化させた鋼スラブ(No. 1～10)を加熱後、熱間圧延し、厚さ4mmの熱延鋼板を得た。熱延板について500～900℃の範囲でTTP曲線を作成し、析出Ti量からTi析出物の析出ノーズを決定し、その温度をT(℃)とした。次に表4に示す温度で熱延板を再結晶焼鈍し、表4に示す平均径Dpの析出物を析出させた。その後、トータル圧下率80%の冷間圧延を行い、厚さ0.8mmの冷延板を得、これに表4に示す温度で最終仕上げ焼鈍を施し、得られた冷延焼鈍板について、その粒度と特性(YS、TS、El、r)を調べた。表4にそれらの結果を示した。

【0045】

No. 1はP含有量が0.046%と多く、JIS規格外の成分系である不適合鋼の鋼1を用いた比較例である。Pが高すぎると熱延板の析出物を粗大化してもYSは340MPaと硬質のままである。

No. 2～4は適合鋼2～4を用いた発明例であり、析出物平均径Dpを0.15～0.25μmとすることで微細粒にも拘わらず低降伏強度、合わせて高い伸び、高r値も兼ね備えている。

No. 5は鋼のP含有量を0.008%に下げた不適合鋼5を用いた比較例であるが、ここまで低減するとYSは低いが、異方性が増大するのみならず精錬に従来以上の負荷がかかる。またリサイクルの観点からスクラップを使用する場合、大きな制限を受けることになる。

【0046】

No. 6はNo. 1と同様、P含有量が0.042%と高い不適合鋼6を用いた比較例である。やはりYSは高く、他の機械的特性も劣る。

No. 7～8は適合鋼7～8を用いた発明例である。

No. 9は、P含有量が0.005%まで下げた不適合鋼9を用いた比較例である。この場合、鋼の特性はよくなるが、やはり粒成長による異方性増大やこの含有量まで精錬するために必要な処理時間、リサイクルプロセスという観点から

見るとデメリットが大きい。

【0047】

No. 10～11は適合鋼3を用いつつも、熱延板の焼鈍条件を（Tiの析出ノーズ温度 $\pm 50^{\circ}\text{C}$ ）を超えた範囲の比較例である。析出ノーズから高温側に大きくずれたNo. 10では再結晶促進には有効であるが、固溶CやP量が多くなり、しかも析出物も微細になる。その結果、固溶強化、析出強化によって素材は硬質化する。一方焼鈍温度が析出ノーズ -70°C と低いNo. 11は組織が未再結晶または未再結晶を部分的に残した伸長粒になる。合わせて析出物も小さいため鋼は良好な特性が得られない。

【0048】

No. 12は熱延焼鈍板中の析出物平均径 D_p を $1.11\mu\text{m}$ まで粗大化した比較例である。平均径 D_p が $1.0\mu\text{m}$ を超え、粗大化すると延性や r 値が低下する。

No. 13は熱延焼鈍板中の析出物平均径 D_p が $0.03\mu\text{m}$ と微細析出させた比較例である。粒径と降伏強度の関係を見ると析出物平均径 D_p が大きい例、例えばNo. 3に比べ降伏強度が高い。

No. 14、15は仕上げ焼鈍温度を析出ノーズ $+60^{\circ}\text{C}$ 、析出ノーズ $+130^{\circ}\text{C}$ にした例である。仕上げ温度を高くすると、Ti系リン化合物が再溶解し、硬質化する。

No. 16、17は冷延焼鈍板の粒度番号を6.5以下に粗大化した例である。仕上げ焼鈍板の粒径を粗大化すると加工時肌荒れが顕著になり加工性が劣化する。

No. 18はTi/(C+N)が5.5と8を大きく下回った例である。鋼が硬質化、延性が乏しくなるとともに、リジング発生が顕著である。

【0049】

なお、得られた仕上げ焼鈍板の圧延方向（L方向）断面でフェライト結晶粒の粒度番号をJIS G0552（切断法）に準拠して求めた。またJIS 13号B試験片を用い、冷延焼鈍板のYS、TS、ElをJIS Z2241に準拠して測定するとともに15%の単純引張予歪を与えて、3点法に従う各方向の r 値

(r_L 、 r_D 、 r_C) を求め、次式により平均 r 値および Δr を計算し、 n 数 3 点の平均値を求めた。

$$\text{平均 } r = (r_L + 2 r_D + r_C) / 4、$$

$$\Delta r = (r_L - 2 r_D + r_C) / 2、$$

ただし、 r_L 、 r_D および r_C は、それぞれ圧延方向、圧延方向に対して 45° の方向、圧延方向に対して 90° の方向の r 値を表す。

【0050】

耐リジング性の評価は、圧延方向から切出した J I S 5 号試験片を両面 # 600 のエメリー紙で湿式研磨し、試料を 20 % 引張った後、それぞれ引張り方向と垂直方向の試験片中央部を粗度計で測定したうねり高さによって、下記の A から E の 5 段階評価した。ランク A は $15 \mu\text{m}$ 以下、ランク B は $30 \mu\text{m}$ 以下、ランク C は $45 \mu\text{m}$ 以下、ランク D は $60 \mu\text{m}$ 以下、ランク E は $60 \mu\text{m}$ 超とした。

【0051】

リジングがランク C 以下になると r 値や延性を向上させても成形限界が低下するため、A、B ランクを合格 (○) とした。また、精錬にかかる負荷を所要時間に換算して評価した。なおスクラップやダスト、スラグのリサイクルのない溶鋼を 0.015 % まで低減するために必要な精錬時間を標準としそれに対し 150 % 以上かかる場合を不合格 (×)、70 % 以下に低減できる場合を合格 (◎) として評価した。なお精錬時発生するダスト、スラグをリサイクル場合、溶鋼に混入する P 量が多くなるので精錬負荷が大きくなる。

【0052】

【表1】

表 1

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N	Mo	Al	Ti	Ti/ (C+N)
0.003	0.08	0.24	0.024	0.002	15.9	0.11	0.006	0.01	0.01	0.166	18.4

注) NiおよびMoは不可避免の不純物である。

【0053】

【表2】

表 2

試料 番号	熱延焼鈍板		冷延焼鈍板
	粒度番号 (Gs. No.)	平均粒径 (μ m)	降伏強度 (MPa)
A	5. 59	0. 03	234
B	6. 04	0. 03	242
C	6. 46	0. 03	244
D	6. 82	0. 03	246
E	7. 35	0. 03	257
F	5. 75	0. 28	250
G	6. 18	0. 28	260
H	6. 71	0. 28	265
I	7. 00	0. 28	274
J	7. 36	0. 28	280

【0054】

【表3】

表 3

鋼	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N	Mo	Al	Ti	Ti/ (C+N)	備考
1	0.004	0.1	0.25	0.046	0.003	16.2	0.11	0.008	0.01	0.02	0.159	13.3	不適合鋼
2	0.004	0.1	0.24	0.038	0.002	16.1	0.12	0.008	0.01	0.02	0.161	13.4	適合鋼
3	0.003	0.08	0.24	0.024	0.002	15.9	0.11	0.006	0.01	0.01	0.166	18.4	適合鋼
4	0.005	0.11	0.25	0.013	0.003	16.1	0.11	0.008	0.01	0.02	0.160	12.3	適合鋼
5	0.005	0.1	0.25	0.008	0.003	16.2	0.11	0.008	0.01	0.02	0.155	11.9	不適合鋼
6	0.007	0.25	0.31	0.042	0.002	11.2	0.25	0.009	0.17	0.03	0.250	15.6	不適合鋼
7	0.007	0.24	0.30	0.031	0.002	11.2	0.24	0.008	0.18	0.03	0.249	16.6	適合鋼
8	0.006	0.25	0.31	0.014	0.002	11.1	0.25	0.008	0.18	0.03	0.244	17.4	適合鋼
9	0.007	0.25	0.30	0.005	0.002	11.2	0.25	0.007	0.17	0.03	0.250	17.9	不適合鋼
10	0.11	0.08	0.26	0.033	0.002	16.3	0.11	0.006	0.01	0.01	0.050	5.55	不適合鋼

注) NiおよびMoは不可避的不純物である。

【0055】

【表 4】

表 4

番号	鋼	熱延板 焼鈍温 度℃	平均 径 Dp μm	冷延板 焼鈍温 度℃	冷延 板粒 度	YS MPa	TS MPa	EI %	平均r 値	Δr	リジ ンゲ ラケ	精錬 負荷	備考
1	1	+20	0.3	+35	6.8	340	490	27	1.4	0.21	B	◎	比較例
2	2	±0	0.25	+30	6.7	273	450	35	1.8	0.19	B	○	発明例
3	3	±0	0.15	+30	7.0	265	444	35	1.9	0.22	B	○	発明例
4	4	±0	0.18	+30	6.9	255	435	35	1.7	0.23	B	○	発明例
5	5	±0	0.04	+30	6.9	258	439	32	1.6	0.5	B	×	比較例
6	6	±0	0.15	+30	7.2	325	480	31	1.5	0.19	B	◎	比較例
7	7	±0	0.22	+30	7.1	246	426	37	1.9	0.24	B	○	発明例
8	8	±0	0.25	+30	6.9	240	420	40	2.1	0.24	B	○	発明例
9	9	±0	0.03	+30	6.8	243	422	35	1.9	0.55	B	×	比較例
10	3	+60	0.03	+30	6.7	280	450	34.5	1.6	0.22	B	○	比較例
11	3	-70	0.02	+30	6.9	320	500	34.3	1.2	0.13	C	○	比較例
12	3	±0	1.11	+10	6.9	248	418	29	1.18	0.55	B	○	比較例
13	3	±0	0.03	+40	7.0	281	455	34	1.55	0.21	B	○	比較例
14	3	±0	0.22	+130	6.5	293	440	35	1.66	0.29	B	○	比較例
15	3	±0	0.22	+60	6.8	297	441	34.3	1.55	0.26	B	○	比較例
16	3	±0	0.22	+20	6.3	241	420	38	1.9	0.15	C	○	比較例
17	3	±0	0.22	+30	5.0	237	412	40	2	0.17	D	○	比較例
18	10	±0	0.13	+30	6.6	285	510	25	1.1	0.39	D	○	比較例

【0056】

【発明の効果】

本発明によれば、降伏強度が低いTi添加フェライト系ステンレス鋼の製造にあたり、スラグやダスト、スクラップなどのリサイクルにより溶鋼中に多く残存するPやCをTi系析出物として粗大析出し、無害化することで同一粒径で従来材を超える高延性、低YSが得られる加工性に優れたTi添加フェライト系ステンレス鋼が得られる。また既存の設備を使用して製造できるので、リサイクル化、省エネルギー化の効果が大きい。

【図面の簡単な説明】

【図1】 熱延焼鈍板の析出物の粒度と冷延焼鈍板の降伏強度との関係を示すグラフ。

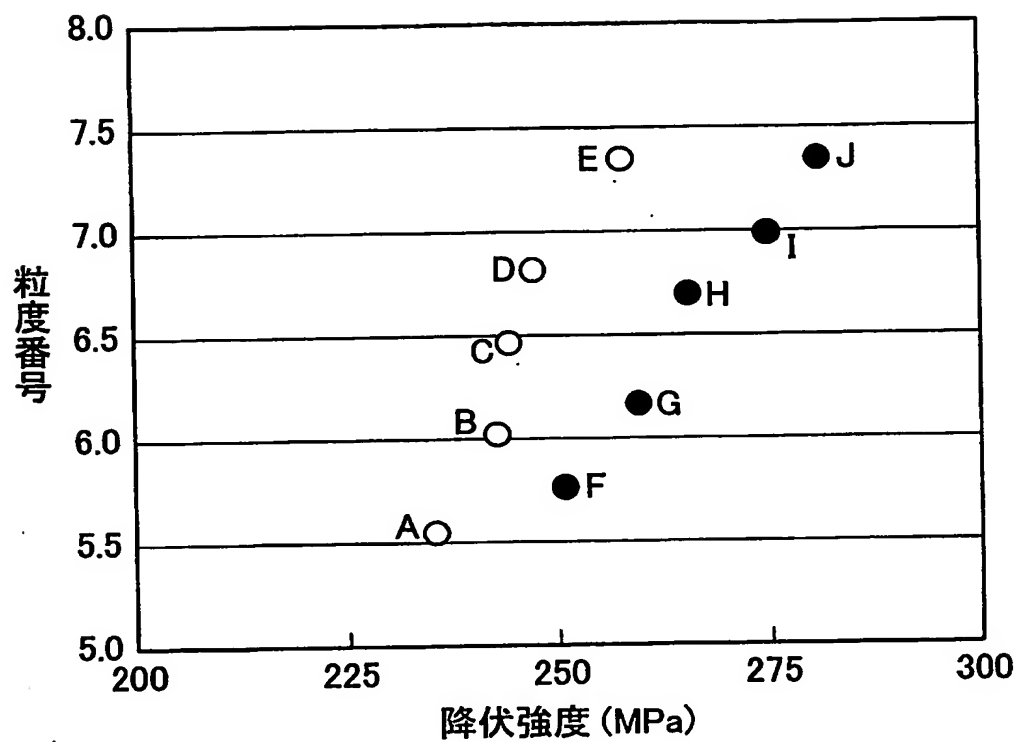
【符号の説明】

A～J: 試料番号

【書類名】

図面

【図1】



【書類名】 要約書

【要約】

【課題】 加工性と降伏強度などの特性が改善された無害化Ti添加フェライト系ステンレス鋼の製造方法の提供と、現状のステンレス製造設備を有効利用する、リサイクル化、省エネルギー化の達成。

【解決手段】 質量%でPを0.01%以上0.04%以下、Tiを0.05%以上0.5%以下含有し、かつ $8 \leq Ti / (C + N) \leq 30$ である組成の鋼板を熱間圧延し、熱延板を、(Ti系析出物の析出ノーズ温度 $\pm 50^{\circ}\text{C}$)の温度で析出物の平均径 D_p [(析出物の長軸長さ+析出物の短軸長さ)/2]が $0.05 \mu\text{m}$ 以上 $1.0 \mu\text{m}$ 以下になるように再結晶焼鈍し、ついで冷間圧延し、冷延板を、(Ti系析出物の析出ノーズ温度 $+50^{\circ}\text{C}$)未満の温度で、フェライト結晶粒度が6.5以上となるように再結晶焼鈍するステンレス鋼板の製造方法。

【選択図】 なし

特願 2002-195763

出願人履歴情報

識別番号

[000001258]

1. 変更年月日

[変更理由]

住 所
氏 名

1990年 8月13日

新規登録

兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号
川崎製鉄株式会社

2. 変更年月日

[変更理由]

住 所
氏 名

2003年 4月 1日

名称変更

住所変更

東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
JFEスチール株式会社